

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-157824

(43)公開日 平成7年(1995)6月20日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	片内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/00		B 7217-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1	A		
38/14				

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 11 頁)

(21)出願番号 特願平5-306650

(22)出願日 平成5年(1993)12月7日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 越智達朗

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室
蘭製鐵所内

(72)発明者 子安善郎

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室
蘭製鐵所内

(74)代理人 弁理士 本多 小平 (外3名)

(54)【発明の名称】 降伏強度、靱性および疲労特性に優れる亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法

(57)【要約】

【目的】 自動車などの機械構造用部品に使用される非調質鋼を対象とし、従来の非調質鋼では実現が困難であった、高い降伏比、耐久比、靱性、切削性を有する亜熱間鍛造非調質鋼の製造方法を提供する。

【構成】C:0.15~0.5%、Si:0.005~2%、Mn:0.4~2%、S:0.01~0.1%、Al:0.0005~0.05%、Ti:0.003~0.05%、N:0.002~0.02%、V:0.2~0.7%を含有し、さらに又は特定量のCrほかの1種又は2種以上を含有した鋼に、鍛造仕上げ温度が750~900℃の条件で亜熱間鍛造を施し、冷却させ変態が終了した後の金属組織の90%以上がフェライト+パーライト組織であるようにし、これにさらに200~700℃の温度で時効処理を行うことを特徴とする降伏強度、靱性及び疲労特性に優れる亜熱間鍛造非調質鋼の製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量比にして

C : 0.15~0.50%
 Si : 0.005~2.00%
 Mn : 0.40~2.00%
 S : 0.01~0.10%
 Al : 0.0005~0.050%
 Ti : 0.003~0.050%
 N : 0.0020~0.0200%
 V : 0.20~0.70%を含有し

残部はFeならびに不純物元素からなる組成の鋼を、
 Acs点以上の温度に加熱して、鍛造仕上げ温度が750~900℃の条件で亜熱間鍛造を施し、冷却させ変態が終了した後の金属組織の90%以上がフェライト＋パーライト組織であるようにし、これにさらに200~700℃の温度で時効処理を行うことを特徴とする降伏強度、靱性および疲労特性に優れる亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法。

【請求項2】鋼の成分がさらに

Cr : 0.02~1.50%
 Mo : 0.02~1.00%

の内の1種または2種を含有する鋼を用いることを特徴とする請求項1記載の降伏強度、靱性および疲労特性に優れる亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法。

【請求項3】鋼の成分がさらに

Nb : 0.001~0.20%を含有する鋼を用いることを特徴とする請求項1または請求項2記載の降伏強度、靱性および疲労特性に優れる亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法。

【請求項4】鋼の成分がさらに

Pb : 0.05~0.30%
 Ca : 0.0005~0.010%

の内の1種または2種を含有する鋼を用いることを特徴とする請求項1又は2又は3記載の降伏強度、靱性および疲労特性に優れる亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、亜熱間鍛造による自動車用を始めとする機械構造用部品の製造方法に関するものであり、さらに詳しくは、特定の鋼に亜熱間鍛造後に時効処理を施すことによって、優れた引張強度、降伏強度、靱性、疲労特性及び被削性および降伏強度を同時に持たせることができる亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】工程省略、製造コストの低減の観点から自動車を始めとする機械構造用部品に対して非調質鋼の適用が普及している。

【0003】これらの非調質鋼は主に高い引張強度（あるいは硬さ）と靱性を有することを主眼に開発が行われ

てきた。そこで例えば特開昭62-205245号公報などに見られるように、析出強化の代表的元素であるVを使った非調質鋼が提案されてきた。ところがこのような高強度高靱性の非調質鋼の機械部品への適用に際して、強度の増加に伴う切削性の劣化が大きな障害になっている。

【0004】機械部品では優れた被削性が必要である。一方、機械部品としても最も重要な特性は疲労強度である。疲労強度は、一般に引張強度に依存するとされ、引張強度を高くすれば高くなる。しかし引張強度を上げることによって切削性は極端に劣化し引張強度が120kgf/mm²を超えともはや通常の生産能率では生産ができなくなってしまう。そこで切削性を劣化させずに疲労強度を向上させる非調質鋼の具現化が切望された。

【0005】これには疲労強度と引張強度の比すなわち耐久比を向上させることが有効な手段である。そこで例えば特開平4-176842号公報などに見られるように、ベイナイト主体の金属組織とし組織中の高炭素島状マルテンサイトおよび残留オーステナイトを低減する方法などが提案されてきた。

【0006】しかし、このような開発努力にもかかわらず、耐久比はせいぜい0.55程度であり、切削性も極めて不良である従来型のベイナイト非調質鋼の高々2倍程度にしか改善されない。またこの型の非調質鋼では降伏強度が低いことが問題となり、局所的に大きな応力がかかる部品では使用ができなかった。さらに、調質材に比べて若干靱性が劣るため、より高い靱性が必要な場合にも適用できなかった。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、従来の熱間鍛造型非調質鋼すなわち熱間鍛造後自然放冷の製造方法では実現が困難であった、高い耐久比と切削性に加えさらに降伏強度、靱性を同時に有する亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法を提供するものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らはまずパーライト組織に着目しこれが金属組織中に適量存在すると切削性が極めて良くなることを見いだした。しかし一般に、高温変態組織であるパーライト組織率が高くなると降伏比、耐久比および靱性が劣化する。

【0009】そこで切削性が極めて良くなるパーライト混合組織鋼に対して降伏比、耐久比および靱性を高くする方策を検討した。その結果、CおよびV添加量を調整した鋼組成とし、①TiNおよびMnS-V(CN)複合析出物によって鍛造加熱時のオーステナイト結晶粒を微細化する、②鍛造仕上げ温度が750~900℃の条件で亜熱間鍛造を施し加工再結晶によりオーステナイト結晶粒をさらに微細化する、③冷却過程で上記のMnS-V(CN)複合析出物を核発生サイトとしてオーステナイト粒の粒内からフェライトを微細析出させる、④つ

いで鍛造放冷後時効処理を施すことにより、フェライトおよびパーライト中のフェライトマトリックス地にさらにV炭化物またはV炭窒化物を極めて微細に析出させマトリックスを析出強化させる、以上の温間加工と鍛造放冷後時効処理を施すことにより、降伏強度が顕著に改善され、同時に靱性も向上し、疲労強度および切削性も優れていることを見いだした。

【0010】本発明者らはこのような知見に基づいて、パーライトを含有する亜熱間鍛造用鋼の化学成分および金属組織の設計を行いさらにこの材料を亜熱間鍛造一時効処理する条件を検討して本発明を発明するに至った。

【0011】すなわち本発明の第1発明は、重量比にしてC:0.15~0.50%、Si:0.005~2.00%、Mn:0.40~2.00%、S:0.01~0.10%、Al:0.0005~0.050%、Ti:0.003~0.050%、N:0.0020~0.0200%、V:0.20~0.70%を含有し残部はFeならびに不純物元素からなる組成の鋼を、Ac₃点以上の温度に加熱して、鍛造仕上げ温度が750~900℃の条件で亜熱間鍛造を施し、冷却させ変態が終了した後の金属組織の90%以上がフェライト+パーライト組織であるようにし、これにさらに200~700℃の温度で時効処理を行うことを特徴とする降伏強度、靱性および疲労特性に優れる亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法であり、第2発明はフェライト+パーライト組織率の調整のため第1発明の鋼成分にさらにCr:0.02~1.50%、Mo:0.02~1.00%、の1種または2種を含有させたものであり、第3発明は結晶粒微細化のため第1発明または第2発明の鋼成分にさらにNb:0.001~0.20%を含有させたものであり、第4発明は切削性のさらなる向上のため第1~3発明の鋼成分にさらにPb:0.05~0.30%、Ca:0.0005~0.010%の内の1種または2種以上を含有させたものである。

【0012】次に本発明の亜熱間鍛造部品の製造方法における鋼材化学成分、亜熱間鍛造を施し冷却して変態した後の金属組織およびこの材料を亜熱間鍛造一時効処理する条件の限定理由について以下に説明する。

【0013】C:フェライト+パーライト組織率を制御し、また時効処理中にVとの炭化物あるいは炭窒化物を形成して、最終製品の引張強度、降伏強度、疲労強度を増加させるのに重要な元素であり、0.15%未満ではその効果が小さく、逆に0.50%超過では硬さが高くなりすぎて、靱性、切削性を阻害するので0.15~0.50%とする。

【0014】Si:脱酸およびベイナイトの析出を抑えフェライト+パーライト組織率を調整する元素で、0.005%未満ではその効果は小さく、2.00%超過では降伏比、靱性、耐久比、切削性のいずれも低下するので0.005~2.00%とする。

【0015】Mn:パーライト量の増加と変態温度の低下をもたらすとともにMnSとなることによりフェライトの析出サイトである複合析出物の基盤となる元素で、0.40%未満ではその効果が小さく、2.00%超過ではベイナイトが発生して降伏比、耐久比、切削性のいずれも低下するので0.40~2.00%とする。

【0016】S:MnSとなることによりフェライトの析出サイトである複合析出物の基盤となりかつ被靱性を向上させる元素で、0.01%未満ではその効果が小さく、0.10%超過では、靱性、耐久比が低下するので0.01~0.10%とする。

【0017】Al:脱酸効果をもつ元素で、0.0005%未満ではその効果が小さく、0.050%超過では硬質介在物を形成し靱性、耐久比、切削性のいずれも低下するので0.0005~0.050%とする。

【0018】Ti:MnS上に窒化物となって析出しフェライトの析出サイトとなる複合析出物を形成する元素で、0.003%未満ではその効果が小さく、0.050%超過では粗大硬質介在物の形成を促し靱性、耐久比、切削性のいずれも低下するので0.003~0.050%とする。

【0019】N:TiおよびVと窒化物あるいは炭窒化物を形成する元素で、0.0020%未満ではその効果が小さく、0.0200%超過では靱性、耐久比、切削性のいずれも低下するので、0.0020~0.0200%とするが、N過多では粗大窒化物の形成、マトリックス硬化等の悪影響が大きく、0.0070%以下が望ましい。

【0020】V:MnSおよびTiNと複合析出物を形成するとともにパーライト中のフェライトを析出強化しさらに時効処理により炭化物あるいは炭窒化物を形成する重要な元素で、0.20%未満ではその効果が小さく、0.70%超過では靱性、耐久比、切削性および降伏比のいずれも低下するので、0.20~0.70%とする。

【0021】以上が本願第1発明の鋼の化学成分の限定理由である。

【0022】次に本願第2発明においては、フェライト+パーライト組織率の調整のため第1発明鋼の鋼成分にさらにCr、Moの1種または2種を含有させる。これらの化学成分の限定理由について以下に述べる。

【0023】Cr:Mnとはほぼ同様に、パーライト量の増加と変態温度の低下をもたらす元素で、0.02%未満ではその効果が小さく、1.50%超過ではベイナイトが発生して降伏比、耐久比、切削性のいずれも低下するので0.02~1.50%とする。

【0024】Mo:Mn、Crとはほぼ同様の効果をもつ元素で、0.02%未満ではその効果が小さく、1.00%超過ではベイナイトが発生して降伏比、耐久比、切削性のいずれも低下するので0.02~1.00%とす

る。

【0025】本願第3発明においては、結晶粒微細化のため、第1発明または第2発明鋼の鋼成分にさらにNbを含有させる。Nbの限定理由は次の通りである。

【0026】Nb：TiおよびVとほぼ同様の効果をもつ元素で、0.001%未満ではその効果が小さく、0.20%超過では靱性、耐久比、切削性のいずれも低下するので、0.001~0.20%とする。

【0027】本願第4発明においては、切削性のさらなる向上のため、第1~3発明鋼の鋼成分にさらにPb、Caの1種または2種を含有させる。これらの化学成分の限定理由について以下に述べる。

【0028】Pb：切削性を向上せしめる元素で、0.05%未満ではその効果が小さく、0.30%超過ではその効果は飽和し靱性、耐久比が低下するので、0.05~0.30%とする。

【0029】Ca：Pbとほぼ同様の効果をもつ元素で、0.0005%未満ではその効果が小さく0.010%超過ではその効果は飽和し靱性、耐久比が低下するので0.0005~0.010%とする。

【0030】これらの化学成分を有する鋼を亜熱間鍛造するに当たって、その加熱温度はAc₃点以上の温度とし、オーステナイト単相領域で熱間加工を行うものとする。これはオーステナイト単相領域以外では鋼材の変形抵抗が高くなり鍛造加工に用いる工具の寿命が極端に低下すると共に変形能も低く鍛造割れ等の問題が生じるためである。

【0031】次に、本発明において、鍛造仕上げ温度を750~900℃に限定した理由について述べる。まず、鍛造仕上げ温度の下限を750℃以上としたのは、これ750℃未満の温度では鍛造負荷が顕著に増大し、成型が困難になるためである。また、鍛造仕上げ温度の上限を900℃以下としたのは、900℃超の鍛造仕上げ温度では加工再結晶によるオーステナイト結晶粒の微細化効果が不十分なためである。

【0032】次に本願発明の鋼において亜熱間鍛造後冷却し変態が終了した際の金属組織であるが、切削性の向上および疲労強度の向上を達成するため、金属組織の90%以上がフェライト+パーライト組織であることが必要である。組織率で10%未満のベイナイト等の低温変態組織あるいは残留オーステナイトがあっても本効果を妨げない。

【0033】このようなフェライト+パーライト2相組

織を得ることができれば、亜熱間鍛造後の冷却方法は特に指定しないが、設備や製造コストの点からは自然放冷が当然望ましい。なお、金属組織は腐食した試験片を光学顕微鏡等で観察することおよびマイクロビッカース硬度測定機でその組織の微小硬度を測定する等の方法で確認する。

【0034】最後にこのような材料を時効処理する条件の限定理由について述べる。時効処理の加熱温度が200℃未満ではCの拡散が困難で効果が不十分となる。一方700℃を超えると析出した炭化物が粗大化し、引張強度が下がるだけでなく降伏強度、疲労強度も低下する。そこで時効処理の加熱温度は200~700℃とする。加熱時間はこの温度範囲であれば特に限定する必要はないが、望ましくは10分~2時間程度とすべきである。さらに時効処理後の冷却方法も空冷、水冷、油冷どのような方法でも本発明の性能は得ることができる。

【0035】以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

【0036】

【実施例】以下に挙げる各表において、区分の欄の括弧を付けたNo.は本発明を満足する実施例であり、それ以外は比較例である。

【0037】a. 鋼材化学成分の影響

表1に示す化学成分の鋼を高周波炉にて溶解し、150kgの鋼塊としこれから鍛造用材料を切り出し、一旦950℃加熱放冷で焼準した後、1050℃に加熱して仕上げ温度850℃の条件で亜熱間鍛造を行い、その後放冷した。さらにこの材料を400℃の温度の加熱炉に1時間装入して時効処理を行った。この材料の中央部よりJIS4号引張試験片、JIS3号衝撃試験片、JIS1号回転曲げ試験片を採取し、引張試験、シャルピー衝撃試験(20℃)および回転曲げ疲労試験を行った。さらに同材料より切削試験片を採取し、SKH9製10mmφストレートシャンクドリルを用いて30mm深さのブラインドホールを穿孔し、ドリルが寿命破壊するまでの総穿孔距離により切削性を評価した。なお、切削速度は50m/min、送り速度は0.35mm/rev、切削油3L/minの条件とした。また時効処理前の材料から光学顕微鏡観察試験片を採取し5%ナイトールで腐食して200倍で観察した。

【0038】

【表1】

表1 (その1)

No.		C	Si	Mn	S	Al	Ti	N	Cr	Mo	Nb	Pb	Ca	V
(1)	第1発明例	0.19	0.813	1.62	0.072	0.0410	0.009	0.0062						0.44
(2)	〃	0.26	0.031	1.71	0.051	0.0256	0.011	0.0031						0.39
(3)	〃	0.28	1.221	1.35	0.046	0.0294	0.043	0.0089						0.34
(4)	〃	0.35	0.242	1.31	0.039	0.0161	0.022	0.0124						0.41
(5)	〃	0.46	0.751	0.55	0.087	0.0232	0.015	0.0181						0.24
(6)	第2発明例	0.32	0.907	0.81	0.044	0.0375	0.026	0.0112	0.50					0.29
(7)	〃	0.22	1.132	0.98	0.059	0.0318	0.013	0.0131		0.28				0.49
(8)	〃	0.27	0.605	1.22	0.053	0.0284	0.017	0.0147	0.44	0.16				0.44
(9)	第3発明例	0.44	0.824	0.43	0.040	0.0249	0.007	0.0153			0.028			0.21
(10)	〃	0.35	1.011	0.95	0.025	0.0313	0.011	0.0048		0.08	0.121			0.27
(11)	〃	0.26	0.420	1.02	0.034	0.0269	0.023	0.0105	0.38	0.10	0.073			0.26
(12)	第4発明例	0.35	0.318	0.72	0.016	0.0321	0.022	0.0142				0.24		0.39
(13)	〃	0.32	0.532	0.84	0.039	0.0009	0.016	0.0111					0.0082	0.38
(14)	〃	0.25	0.742	1.30	0.052	0.0016	0.032	0.0167				0.05	0.0021	0.35
(15)	〃	0.34	1.221	0.61	0.049	0.0253	0.015	0.0056	1.21			0.13		0.36
(16)	〃	0.43	0.316	0.77	0.037	0.0032	0.032	0.0191		0.13		0.11	0.0008	0.33
(17)	〃	0.29	0.718	1.19	0.028	0.0331	0.014	0.0039			0.019	0.27		0.29
(18)	〃	0.42	0.927	0.65	0.064	0.0011	0.044	0.0139	0.26		0.015	0.07	0.0034	0.28
(19)	〃	0.36	0.531	0.87	0.065	0.0030	0.018	0.0088	0.27	0.05	0.008	0.14	0.0011	0.38
20	比較例	0.07	0.480	1.12	0.026	0.0244	0.022	0.0149						0.3
21	〃	0.54	0.454	0.92	0.054	0.0313	0.012	0.0121						0.37
22	〃	0.39	0.003	1.09	0.046	0.0351	0.021	0.0119						0.38
23	〃	0.36	2.025	0.76	0.069	0.0215	0.016	0.0104						0.39
24	〃	0.23	0.316	0.37	0.036	0.0281	0.012	0.0098						0.31
25	〃	0.34	0.517	2.06	0.048	0.0316	0.015	0.0108						0.32
26	〃	0.28	0.601	0.68	0.008	0.0244	0.019	0.0132						0.54

単位: wt%

表1 (その2)

No.		C	Si	Mn	S	Al	Ti	N	Cr	Mo	Nb	Pb	Ca	V
27	比較例	0.29	0.416	1.15	0.105	0.0335	0.02	0.0129						0.35
28	〃	0.29	0.290	0.70	0.038	0.0004	0.024	0.0097						0.49
29	〃	0.24	0.472	0.96	0.030	0.0514	0.023	0.0124						0.51
30	〃	0.26	0.524	0.61	0.024	0.0239	0.002	0.0132						0.52
31	〃	0.28	0.450	0.63	0.036	0.038	0.058	0.016						0.41
32	〃	0.20	0.456	0.73	0.040	0.0326	0.024	0.0018						0.34
33	〃	0.27	0.554	1.08	0.027	0.0333	0.014	0.0208						0.5
34	〃	0.36	0.418	1.05	0.056	0.0387	0.015	0.0096						0.18
35	〃	0.27	0.445	1.17	0.040	0.0204	0.011	0.0137						0.81
36	〃	0.34	0.537	1.05	0.055	0.0337	0.008	0.0094	1.52					0.37
37	〃	0.26	0.409	0.94	0.068	0.0311	0.011	0.0154		1.03				0.49
38	〃	0.21	0.451	0.76	0.021	0.0201	0.015	0.0141			0.221			0.45
39	〃	0.31	0.616	0.7	0.046	0.0239	0.009	0.0125				0.35		0.32
40	〃	0.26	0.522	0.64	0.048	0.0356	0.022	0.0151					0.0109	0.49
41	比較例: 現行調質鋼	0.45	0.234	0.78	0.027	0.0282	--	0.0083	-	-	--	-	--	-

単位: wt%

【0040】表2に各供試材のパーライト組織率および性能評価結果を示す。

【0041】まず、比較例として挙げた現行調質鋼であるNo. 41の耐久比0.48、切削性1.00に対して、本発明例であるNo. (1)～(19)はいずれも耐久比は0.56以上であり、また切削性もNo. 41の2.7倍から4倍近くである。また、本発明例の降伏比は0.73以上であり、現行調質鋼であるNo. 41の降伏比0.8に近いレベルが得られ、さらに本発明例の20℃衝撃値も現行調質鋼と同等以上のレベルが得られている。

【0042】比較例のNo. 20は、C量が低いため引張強度が低く、降伏強度、疲労強度も低い。比較例のNo. 21は、C量が高すぎるためにベイナイトが発生し、本発明のフェライト+パーライト組織率の条件が満足できず、引張強度は高くなるが、本発明例に比べ降伏比、靱性、耐久比が低く切削性も不良である。

【0043】比較例のNo. 22はSi量が低いため脱酸程度が低く、耐久比は本発明例に比べて低い。比較例のNo. 23はSi量が高いためベイナイトが発生し、本発明のフェライト+パーライト組織率の条件が満足できず、降伏比、靱性、耐久比は本発明例に比べて低く切削性も不良である。

【0044】比較例のNo. 24はMn量が低いため複合析出物の析出が少なく、耐久比が本発明例に比べて低

*い。比較例のNo. 25は、Mn量が高いためベイナイトが発生し、本発明のフェライト+パーライト組織率の条件が満足できず、降伏比、靱性、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

30 【0045】比較例のNo. 26は、S量が低いため複合析出物の析出が少なく、靱性、耐久比が本発明例に比べて低く、またMnSの切削性向上効果が得られないので切削性も不良である。比較例のNo. 27は、S量が高いためMnSの析出が過多となり、靱性、耐久比が本発明例に比べて低い。

40 【0046】比較例のNo. 28は、Al量が少ないため脱酸程度および結晶粒微細化効果が小さく、耐久比が本発明例に比べて低い。比較例のNo. 29はAl量が高いため硬質介在物が形成され、靱性、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

【0047】比較例のNo. 30はTi量が低いため複合析出物の析出が少なく、靱性、耐久比が本発明例に比べて低い。比較例のNo. 31は、Ti量が高いため硬質介在物が形成され、靱性、耐久比は本発明例に比べて低く切削性も不良である。

【0048】比較例のNo. 32はN量が低いため複合析出物の析出が少なく、耐久比が本発明例に比べて低い。比較例のNo. 33は、N量が高いためマトリックスが硬化し、靱性、耐久比は本発明例に比べて低く切削性も不良である。

【0049】比較例のNo. 34はV量が低いため複合析出物の析出が少なく、かつマトリックスフェライトを析出硬化により強化する効果が小さいので、降伏比、耐久比が本発明例に比べて低い。比較例のNo. 35は、V量が高いため、靱性が本発明例に比べ低く切削性も不良である。

【0050】比較例のNo. 36はCr量が高いためベイナイトが発生し、本発明のフェライト+パーライト組織率の条件が満足できず、降伏比、靱性、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

【0051】比較例のNo. 37はMo量が高いためベイナイトが発生し、本発明のフェライト+パーライト組

10

* 織率の条件が満足できず、降伏比、靱性、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

【0052】比較例のNo. 38はNb量が高いため、靱性、耐久比は本発明例に比べ低く切削性も不良である。

【0053】比較例のNo. 39はPb量が高いため、切削性は良好であるが、靱性、耐久比が低い。

【0054】比較例のNo. 40はCa量が高いため、切削性は良好であるが、靱性、耐久比が低い。

【0055】

【表3】

表2 (その1)

No.		フェライト+パーライト 組織率		機 械 的 性 質						切削性
		本発明範囲	実績値	引張強度 kgf/mm ²	降伏強度 kgf/mm ²	降伏比 —	20℃衝撃値 kgf-m/cm ²	疲労強度 kgf/mm ²	耐久比 —	
(1)	第1発明例	≥0.90	0.95	88.7	65.6	0.74	4.2	51.4	0.58	2.81
(2)	〃	〃	0.96	89.1	67.7	0.76	4.8	50.8	0.57	3.02
(3)	〃	〃	0.94	87.3	65.5	0.75	5.7	50.6	0.58	2.56
(4)	〃	〃	0.98	87.4	65.6	0.75	5.2	50.7	0.58	3.02
(5)	〃	〃	0.98	85.4	63.2	0.74	6.2	49.5	0.58	2.68
(6)	第2発明例	〃	0.97	89.9	68.3	0.76	4.2	51.2	0.57	3.21
(7)	〃	〃	0.98	88.5	65.5	0.74	4.0	51.3	0.58	3.29
(8)	〃	〃	0.95	86.7	63.3	0.73	6.0	50.3	0.58	3.02
(9)	第3発明例	〃	0.95	84.7	63.5	0.75	6.5	49.1	0.58	3.13
(10)	〃	〃	0.98	84.3	63.2	0.75	6.5	48.9	0.58	2.85
(11)	〃	〃	0.94	85.1	64.7	0.76	6.0	50.2	0.59	3.17
(12)	第4発明例	〃	0.94	88.5	66.4	0.75	4.2	50.4	0.57	3.24
(13)	〃	〃	0.96	85.4	64.9	0.76	5.5	49.5	0.58	3.37
(14)	〃	〃	0.95	87.1	67.1	0.77	4.0	49.6	0.57	3.46
(15)	〃	〃	0.94	89.0	66.8	0.75	3.7	50.7	0.57	3.17
(16)	〃	〃	0.93	87.2	65.4	0.75	4.5	50.6	0.58	3.70
(17)	〃	〃	0.98	88.4	66.3	0.75	5.7	50.4	0.57	3.20
(18)	〃	〃	0.96	87.8	65.0	0.74	5.3	50.0	0.57	3.93
(19)	〃	〃	0.97	89.3	67.0	0.75	4.2	50.0	0.56	3.87
20	比較例	〃	0.98	68.4	47.9	0.70	11.0	35.6	0.52	3.16
21	〃	〃	0.56	98.4	63.0	0.64	1.8	41.3	0.42	0.62
22	〃	〃	0.96	87.6	57.8	0.66	2.0	42.9	0.49	1.82
23	〃	〃	0.76	103.6	63.2	0.61	1.0	53.9	0.52	0.74
24	〃	〃	0.97	66.8	47.4	0.71	12.0	32.1	0.48	3.54

【0056】

* * 【表4】
表2 (その2)

No.		フェライトパーライト 組織率		機 械 的 性 質						切削性 —
		本発明範囲	実績値	引張強度 kgf/mm ²	降伏強度 kgf/mm ²	降伏比 —	20℃衝撃値 kgf-m/cm ²	疲労強度 kgf/mm ²	耐久比 —	
25	〃	〃	0.66	100.1	61.1	0.61	1.0	43.0	0.43	0.63
26	〃	〃	0.96	89.8	64.7	0.72	2.4	45.8	0.51	0.81
27	〃	〃	0.97	86.1	60.3	0.70	1.2	33.6	0.39	3.12
28	〃	〃	0.94	87.6	63.9	0.73	3.0	38.5	0.44	0.97
29	〃	〃	0.97	90.8	63.6	0.70	1.6	45.4	0.50	0.44
30	〃	〃	0.97	89.0	64.1	0.72	2.6	39.2	0.44	1.24
31	〃	〃	0.96	82.3	55.1	0.67	3.2	39.5	0.48	0.68
32	〃	〃	0.96	73.2	49.8	0.68	7.2	32.9	0.45	1.10
33	比 較 例	≥0.90	0.97	95.0	68.4	0.72	1.0	45.6	0.48	0.95
34	〃	〃	0.98	77.8	52.1	0.67	6.8	35.8	0.46	2.68
35	〃	〃	0.72	115.3	84.5	0.73	0.5	51.0	0.44	0.42
36	〃	〃	0.46	103.3	69.2	0.67	1.4	44.4	0.43	0.54
37	〃	〃	0.41	114.0	74.1	0.65	1.0	45.6	0.40	0.43
38	〃	〃	0.95	81.3	57.7	0.71	2.8	34.1	0.42	0.44
39	〃	〃	0.97	81.4	57.0	0.70	3.0	30.9	0.38	3.82
40	〃	〃	0.95	86.7	61.6	0.71	2.0	32.9	0.38	3.54
41	〃	(QT組織)	0.0	83.2	66.6	0.80	4.5	39.9	0.48	1.00

【0057】b. 鍛造仕上げ温度の影響

表1のNo. (14)に示す化学成分の鋼を高周波炉にて溶解し、150kgの鋼塊としこれから鍛造用材料を切り出し、一旦950℃加熱放冷で焼準した後、1050℃に加熱して表3に示した仕上げ温度の条件で亜熱間鍛造を行い、その後放冷した。さらにこの材料を400℃の温度の加熱炉に1時間装入して時効処理を行った。これらの材料について実施例aと同様の方法で、引張試験、シャルピー衝撃試験(20℃)、疲労試験、切削試験および金属組織観察を行った。なお、仕上げ温度700℃での亜熱間鍛造を試みたが、鍛造負荷が顕著に増大し、成型が不可能であった。表4に各供試材の性能評価結果を示す。

【0058】No. 42, 43は、本発明の鍛造仕上げ温度である750～900℃を満足しており、いずれも耐久比は0.57以上を確保し、また切削性も現行調質鋼であるNo. 45のほぼ3.5倍以上と良好である。また、本発明例の降伏比は0.76以上であり、現行調質鋼であるNo. 45の降伏比0.8に近いレベルが得※

30※られ、さらに本発明例の20℃衝撃値も現行調質鋼とほぼ同等のレベルが得られている。

【0059】No. 44は鍛造仕上げ温度が本発明の範囲を上回った場合であり、降伏比、靱性が劣る。

【0060】

【表5】

表 3

No.	供 試 鋼	鍛 造 仕 上 げ 温 度 ℃
(42)	表1のNo.(14)	800
(43)	〃	850
44	〃	950
45	表1のNo.41 比較鋼：現行調質材	875℃油焼入れした後 570℃水冷焼戻し

【0061】

【表6】

表 4

No.		フェライト+パーライト 組織率		機 械 的 性 質						切削性 —
		本発明範囲	実績値	引張強度 kgf/mm ²	降伏強度 kgf/mm ²	降伏比 —	20℃衝撃値 kgf-m/cm ²	疲労強度 kgf/mm ²	耐久比 —	
(42)	本発明例	≥0.90	0.98	86.0	65.4	0.76	5.0	49.0	0.57	3.75
(43)	〃	〃	0.95	87.1	67.1	0.77	4.0	49.6	0.57	3.46
44	比較例	〃	0.92	90.4	66.9	0.74	2.1	50.0	0.55	3.00
45	〃	(QT組織)	0.0	83.2	66.6	0.80	4.5	39.9	0.48	1.00

【0062】c. 熱鍛後の冷却方法による金属組織の変化の影響

表1のNo. (14)に示す化学成分の鋼を高周波炉にて溶解し、150kgの鋼塊としこれから鍛造用材料を切り出し、一旦950℃加熱放冷で焼準した後、1050℃に加熱して仕上げ温度850℃の条件で亜熱間鍛造を行い、その後同じく表5に示す方法で冷却した。さらにこの材料を400℃の温度の加熱炉に1時間装入して時効処理を行った。これらの材料について実施例aと同様の方法で、引張試験、シャルピー衝撃試験(20℃)、疲労試験、切削試験および金属組織観察を行った。表6に各供試材の性能評価結果を示す。

【0063】No. 46, 47, 48は、フェライト+パーライト組織率が0.9以上と本発明の条件を満足し*

表 5

No.	供 試 鋼	鍛造後の冷却方法	800 ~500℃までの平均冷速
(46)	表1のNo.(14)	グラスウール断熱材中で徐冷	約 0.30℃/秒
(47)	〃	自然放冷	約 0.8℃/秒
(48)	〃	衝風冷却	約 1.4℃/秒
49	〃	水ミスト噴射による急冷	約 4.0℃/秒
50	〃	油焼入れ槽に投入、急冷	約 30℃/秒
51	表1のNo.41 比較鋼：現行調質材	875℃油焼入れした後 570℃水冷焼戻し	---

【0066】

※ ※【表8】

*ており、いずれも耐久比は0.56以上を確保し、また切削性も比較例として挙げた現行非調質鋼であるNo. 51の3.5倍以上と良好である。また、本発明例の降伏比は0.73以上であり、現行調質鋼であるNo. 51の降伏比0.8に近いレベルが得られ、さらに本発明例の20℃衝撃値も現行調質鋼と同等以上のレベルが得られている。

【0064】No. 49および50は、冷却速度を高めることによりベイナイトまたはマルテンサイト等を主とする低温変態組織としたものであり、引張強度は高くなるものの降伏比、靱性、耐久比は極めて低く、また切削性も不良で工具寿命は極めて小さい。

【0065】

【表7】

表 6

No.		フェライト+パーライト 組織率		機 械 的 性 質						切削性 —
		本発明範囲	実績値	引張強度 kgf/mm ²	降伏強度 kgf/mm ²	降伏比 —	20℃衝撃値 kgf-m/cm ²	疲労強度 kgf/mm ²	耐久比 —	
(46)	本発明例	≥0.90	0.98	87.4	63.8	0.73	5.2	48.9	0.56	4.10
(47)	〃	〃	0.95	87.1	67.1	0.77	4.0	49.6	0.57	3.46
(48)	〃	〃	0.92	89.2	66.9	0.75	4.0	50.0	0.56	3.54
49	比較例	〃	0.60	92.6	63.9	0.69	3.2	46.3	0.50	2.80
50	〃	〃	0.05	94.5	66.2	0.70	2.6	44.4	0.47	1.40
51	〃	(QT組織)	0.0	83.2	66.6	0.80	4.5	39.9	0.48	1.00

【0067】d. 時効処理温度の変化の影響

表1のNo. (14)に示す化学成分の鋼を高周波炉にて溶解し、150kgの鋼塊としこれから鍛造用材料を切り出し、一旦950℃加熱放冷で焼準した後、1050℃に加熱して仕上げ温度850℃の条件で亜熱間鍛造を行い、その後冷却した。さらにこの材料を表7に示す種々の条件で時効処理を行った。これらの材料について実施例aと同様の方法で、引張試験、シャルピー衝撃試験(20℃)、疲労試験、切削試験および金属組織観察を行った。表8に各供試材の性能評価結果を示す。

【0068】No. 53, 54, 55は、本発明の時効温度範囲である200～700℃を満足しており、いずれも耐久比は0.56以上を確保し、また切削性も現行調質鋼であるNo. 57のほぼ3.5倍以上と良好である。また、本発明例の降伏比は0.72以上であり、現行調質鋼であるNo. 57の降伏比0.8に近いレベルが得られ、さらに本発明例の20℃衝撃値も現行調質鋼とほぼ同等のレベルが得られている。

【0069】No. 52は時効温度が本発明の範囲を下回った場合であり、降伏比、耐久比が劣る。またNo. *

* 56は時効温度が本発明の範囲を上回った場合であり、やはり降伏比、耐久比が劣る。

【0070】

【表9】

表 7

No.	供 試 鋼	テ ン パ ー 条 件
52	表1のNo.(14)	100℃×1時間→水冷
(53)	〃	300℃×1時間→空冷
(54)	〃	400℃×1時間→水冷
(55)	〃	600℃×15分→水冷
56	〃	720℃×30分→水冷
57	表1のNo.41 比較鋼：現行調質材	875℃油焼入れした後 570℃水冷焼戻し

【0071】

【表10】

表 8

No.		フェライト+パーライト 組織率		機 械 的 性 質						切削性 —
		本発明範囲	実績値	引張強度 kgf/mm ²	降伏強度 kgf/mm ²	降伏比 —	20℃衝撃値 kgf-m/cm ²	疲労強度 kgf/mm ²	耐久比 —	
52	比較例	≥0.90	0.96	92.2	59.0	0.64	3.0	47.9	0.52	3.64
(53)	本発明例	〃	0.97	91.3	65.7	0.72	3.5	51.1	0.56	3.85
(54)	〃	〃	0.95	87.1	67.1	0.77	4.0	49.6	0.57	3.46
(55)	〃	〃	0.97	86.5	65.7	0.76	4.6	48.4	0.56	4.15
56	比較例	〃	0.96	83.4	56.7	0.68	4.2	42.5	0.51	4.20
57	〃	(QT組織)	0.0	83.2	66.6	0.80	4.5	39.9	0.48	1.00

【0072】

【発明の効果】以上述べた如く、本発明方法はフェライ※50 し、CおよびV量を調整した上で、MnS, Ti窒化物

※トパーライト2相組織とすることにより切削性を確保

19

およびV窒化物から形成される複合析出物を使い且つ鍛造仕上げ温度が750～900℃の条件で亜熱間鍛造を施して金属組織を微細化し、時効処理を施すことによりV炭化物（または炭窒化物）によるパーライト中のフェライトマトリックスの強化を図り、これにより切削性を

20

損なわずに耐久比すなわち疲労特性を向上させ、降伏比および靱性も上げることが可能となり、従来から切望されていた疲労特性、切削性、降伏特性および靱性の向上を同時に満足する亜熱間鍛造非調質鋼材の製造方法を提供する、産業上極めて効果の大きいものである。

PAT-NO: JP407157824A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 07157824 A
TITLE: PRODUCTION OF SEMI-HOT
FORGED NON-HEAT TREATED
STEEL MATERIAL EXCELLENT IN
YIELD STRENGTH, TOUGHNESS,
AND FATIGUE CHARACTERISTIC
PUBN-DATE: June 20, 1995

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
OCHI, TATSURO	
KOYASU, YOSHIRO	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NIPPON STEEL CORP	N/A

APPL-NO: JP05306650
APPL-DATE: December 7, 1993

INT-CL (IPC): C21D008/00 , C22C038/00 ,
C22C038/14

ABSTRACT:

PURPOSE: To obtain a semi-hot forged non-heat treated steel material excellent in tensile strength, toughness, fatigue characteristic, and machinability by subjecting a steel, in which the

contents of C and V are regulated to specific proportions, to semi-hot forging and then to aging treatment.

CONSTITUTION: A steel stock, which has a composition containing, by weight, 0.15-0.50% C, 0.005-2.00% Si, 0.40-2.00% Mn, 0.01-0.10% S, 0.0005-0.050% Al, 0.003-0.050% Ti, 0.0020-0.0200% N, and 0.20-0.70% V or further containing 0.02-1.50% Cr and/or 0.02-1.00% Mo, 0.001-0.20% Nb, or 0.05-0.30% Pb and/or 0.0005-0.01% Ca, independently or in combination, is used. This steel stock is heated to a temp. not lower than the Ac3 point, semi-hot forged at 750-900°C finishing temp., and cooled. Machinability can be provided by forming a fine structure in which ferrite + pearlite comprises $\geq 90\%$, and further, ferrite is strengthened by V carbide by performing aging treatment at 200-700°C and fatigue characteristic, yield ratio, and toughness can be improved without deteriorating machinability.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO